

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-339054

(43)Date of publication of application : 27.11.2002

(51)Int.Cl.

C23C 8/22
C21D 1/06
C21D 1/18
C22C 38/00
C22C 38/22
C23C 8/32

(21)Application number : 2001-148517

(71)Applicant : DAIDO STEEL CO LTD
NISSAN MOTOR CO LTD

(22)Date of filing : 17.05.2001

(72)Inventor : KUREBAYASHI YUTAKA
KIMURA TOSHIMITSU
YAMAGUCHI TAKUO
OTANI KEIZO
UCHIYAMA NORIKO

(54) HIGH PRESSURE-RESISTANT MEMBER AND MANUFACTURING METHOD

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high pressure-resistant member in which residual hydrogen can be reduced even when a carburizing or carbonitriding treatment using converted gas is applied and delayed fracture and reduction in bending fatigue strength and rolling fatigue strength due to hydrogen embrittlement can be prevented, and also to provide a method for manufacturing the high pressure-resistant member.

SOLUTION: Surface C quantity of the member is enriched to 0.6-1.5% by the gas carburizing or gas carbonitriding treatment, and then the member is kept at a temperature not higher than the Ac1 transformation temperature under a reduced pressure to reduce hydrogen. Successively, heating are continued at a temperature not lower than the Ac1 transformation temperature, followed by quenching to undergo hardening.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 29.07.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 03.04.2006

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection] 2006-08935

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection] 08.05.2006

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-339054

(P2002-339054A)

(43) 公開日 平成14年11月27日 (2002. 11. 27)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード(参考)
C 2 3 C 8/22		C 2 3 C 8/22	4 K 0 2 8
C 2 1 D 1/06		C 2 1 D 1/06	A
1/18		1/18	E
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
38/22		38/22	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 6 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2001-148517(P2001-148517)

(22) 出願日 平成13年 5 月17日 (2001. 5. 17)

(71) 出願人 000003713

大同特殊鋼株式会社

愛知県名古屋市中区錦一丁目11番18号

(71) 出願人 000003997

日産自動車株式会社

神奈川県横浜市中区宝町 2 番地

(72) 発明者 紅林 豊

愛知県名古屋市中区大同町 2 丁目30番 大

同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(74) 代理人 100102141

弁理士 的場 基憲

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐高面圧部材およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 変性ガスによる浸炭処理や浸炭窒化処理を施した場合でも、部材中の残留水素を低減することができ、遅れ破壊や水素脆化による曲げ疲労強度や転動疲労強度の低下を防止することができる耐高面圧部材と、このような耐高面圧部材の製造方法を提供する。

【解決手段】 ガス浸炭またはガス浸炭窒化処理によって、表面C量を0. 6～1. 5%に富化した後、減圧下においてA c 1 変態温度以下の温度に保持して水素を低減し、続いてA c 1 変態温度以上に加熱保持した後、急冷して焼入れする。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 ガス浸炭またはガス浸炭窒化処理による表面 C 量が 0.6～1.5% であって、100℃から 900℃までの加熱により放出される全水素量が 0.2 ppm 以下であることを特徴とする耐高圧部材。

【請求項 2】 表面 C 量を 0.6～1.5% に富化するガス浸炭またはガス浸炭窒化処理の後、減圧下において Ac1 変態温度以下の温度に保持し、引き続き Ac1 変態温度以上に加熱保持した後、急冷することを特徴とする耐高圧部材の製造方法。

【請求項 3】 Cr: 1.2～3.2%、Mo: 0.25～2.0% を含有すると共に、ガス浸炭またはガス浸炭窒化処理による表面 C 量が 0.6～1.5% である機械構造用鋼からなり、少なくとも Cr を含む平均粒径 0.3 μm 以下の M₂₃C₆ 型炭化物が基地に分散しており、100℃から 900℃までの加熱により放出される全水素量が 0.2 ppm 以下であることを特徴とする耐高圧部材。

【請求項 4】 Cr: 1.2～3.2%、Mo: 0.25～2.0% を含有する機械構造用鋼に、表面 C 量を 0.6～1.5% に富化するガス浸炭またはガス浸炭窒化処理を施した後、減圧下において 500～650℃の温度範囲における昇温速度が 0.2～30℃/min とする速度で加熱して 600～750℃の温度に昇温し、引き続き減圧下において当該温度に恒温保持したのち、Ac1 変態温度以上、かつ $T(℃) = 675 + 120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni(\%) + 30 \cdot Cr(\%) + 215 \cdot Mo(\%) - 400 \cdot V(\%)$ 以下の温度に加熱保持して、急冷することを特徴とする耐高圧部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、歯車やベアリング転動体のように、高い面疲労強度を必要とする動力伝達部品として適用される部材に係わり、とくに準高温から高温までの環境（100～300℃程度）において高圧下で使用するのに好適な耐高圧部材およびこのような耐高圧部材の製造方法に関するものである。

【0002】

【発明が解決しようとする課題】 上記したような動力伝達部材において耐面疲労強度を高める方法としては、例えば、準高温から高温においても分解しにくい炭化物、例えば Fe₃C（セメントライト）を積極的に析出させて硬度を高めることにより焼き戻し軟化抵抗性の向上を図る過共析浸炭法や高濃度浸炭法がある。また、特願平 11-206552 号公報には、セメントライトを析出させた鋼に比べて耐面疲労強度に優れた M₂₃C₆ 型炭化物を析出させた部材が提案されている。

【0003】 このような部材を製造する際の浸炭方法としては、C₃H₈（プロパン）ガスなどを原料とした変

性ガスを利用した雰囲気熱処理法（ガス浸炭法）が多く用いられている。

【0004】 しかしながら、ガス浸炭法では必然的に H₂（水素）が発生し、処理中に部材内に侵入する。このような水素は、浸炭後の焼き戻し処理によりかなり低減させることができるが、十分に低減しなかった場合には遅れ破壊が生じたり、曲げ疲労強度や靱性などを低下させたりすることがある。特に最近、高圧を受ける転動部品においては、水素の存在により転動疲労寿命が大きく低下する懸念があることが判ってきており、しかも上述したような炭化物は水素を吸着し易いことが知られているので、変性ガスによる浸炭処理部材においては、水素を低減することが必要となる。

【0005】 このような残留水素を低減させるには、部材を焼き戻し温度以下にて数十時間保持するベーキングと呼ばれる方法があるが、長時間の処理が必要なために生産効率が低下し、コストアップ要因となる。保持温度を上げれば時間を短縮できるが、温度を上げすぎると部材が軟化してしまう恐れがある。一方、浸炭処理中における水素の侵入が極めて少ない浸炭方法としては、例えば特開平 11-117059 号公報に記載された真空浸炭法があるが、装置が比較的高価であるばかりでなく、オーステナイト結晶粒界に粗大な炭化物が生成し易く、転動疲労強度や曲げ疲労強度を低下させてしまう可能性があるという問題があり、このような問題の解消が従来の動力伝達部材における課題となっていた。

【0006】

【発明の目的】 本発明は、浸炭によって耐面疲労強度を高めた従来の動力伝達部材における上記課題に着目してなされたものであって、変性ガスによる浸炭処理や浸炭窒化処理を施した場合でも、部材中の残留水素を低減することができ、遅れ破壊や水素脆化による曲げ疲労強度や転動疲労強度の低下を防止することができる耐高圧部材と、このような耐高圧部材の製造方法を提供することを目的としている。

【0007】

【課題を解決するための手段】 本発明の請求項 1 に係わる耐高圧部材は、ガス浸炭またはガス浸炭窒化処理による表面 C 量が 0.6～1.5% であって、100℃から 900℃までの加熱により放出される全水素量が 0.2 ppm 以下である構成としたことを特徴としており、請求項 3 に係わる耐高圧部材は、Cr: 1.2～3.2%、Mo: 0.25～2.0% を含有すると共に、ガス浸炭またはガス浸炭窒化処理による表面 C 量が 0.6～1.5% である機械構造用鋼からなり、少なくとも Cr を含む平均粒径 0.3 μm 以下の M₂₃C₆ 型炭化物が基地に分散しており、100℃から 900℃までの加熱により放出される全水素量が 0.2 ppm 以下である構成としたことを特徴としており、耐高圧部材におけるこのような構成を上記した従来の課題を解決するため

の手段としている。

【0008】また、本発明の請求項2に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、表面C量を0.6～1.5%に富化するガス浸炭またはガス浸炭窒化処理の後、減圧下においてAc1変態温度以下の温度に保持し、引き続きAc1変態温度以上に加熱保持した後、急冷する構成とし、本発明の請求項4に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、Cr:1.2～3.2%、Mo:0.25～2.0%を含有する機械構造用鋼に、表面C量を0.6～1.5%に富化するガス浸炭またはガス浸炭窒化処理を施した後、減圧下において500～650℃の温度範囲における昇温速度が0.2～30℃/minとなる速度で加熱して600～750℃の温度に昇温し、引き続き減圧下において当該温度に恒温保持したのち、Ac1変態温度以上、かつ $T(℃) = 675 + 120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni(\%) + 30 \cdot Cr(\%) + 215 \cdot Mo(\%) - 400 \cdot V(\%)$ 以下の温度に加熱保持して、急冷する構成としており、耐高面圧部材の製造方法におけるこのような構成を上記した課題を解決するための手段としたことを特徴としている。

【0009】

【発明の作用】本発明の請求項1に係わる耐高面圧部材においては、設備費が比較的安価で、しかも浸炭濃度の制御性が良好なガス浸炭あるいはガス浸炭窒化により、表面C量が0.6～1.5%に富化されているので、製造コストが低くなると共に、粗大な炭化物が生成しにくく、しかも高い硬度が得られ、高面圧下においても優れた面疲労強度を示すものとなる。また、当該部材を100℃から900℃まで加熱した際に放出される全水素量が0.2ppm以下となっているので、高硬度材で懸念される水素脆化が防止されることになる。

【0010】本発明の請求項2に係わる耐高面圧部材の製造方法は、上記耐高面圧部材の製造に好適なものであって、ガス浸炭またはガス浸炭窒化処理によって表面C量を0.6～1.5%に富化した後、減圧下においてAc1変態温度以下の温度に保持し、引き続きAc1変態温度以上に加熱保持したのち、急冷するようにしている。すなわち、強靱なマルテンサイトあるいはベイナイト組織を得るために行うAc1変態温度以上の温度から急冷する焼入れ工程に先立って、水素を低減させる保持工程を行うようにしているので、したがって従来技術であるベーキングよりも高温で処理しても、硬度が低下することがなく、水素の低減処理が効率的に行われる。

【0011】また水素を低減させる工程における保持温度がAc1変態温度以下であることから、オーステナイト結晶粒の粗大化や、結晶粒界の炭化物のみが成長することによる粗大炭化物生成の恐れがなく、優れた面疲労強度を示すことになる。

【0012】本発明の請求項3に係わる耐高面圧部材においては、同様にガス浸炭あるいはガス浸炭窒化によ

て表面C量が0.6～1.5%に富化されていると共に、全水素量が0.2ppm以下となっているのに加えて、Cr:1.2～3.2%、Mo:0.25～2.0%を含有し、少なくともCrを含む平均粒径0.3μm以下のM₂₃C₆型炭化物が基地に分散している。すなわち、CrおよびMoを含有することによってM₂₃C₆型炭化物が析出し易く、準高温から高温下においても優れた転動疲労強度が確保される。なお、M₂₃C₆型炭化物は、他の炭化物よりも微細に分散させ易く、転動疲労強度向上に有効である。

【0013】加えて、水素濃度が0.2ppm以下となっているので、水素がM₂₃C₆型炭化物に吸着することから懸念される水素脆化に対して優れたものとなる。

【0014】本発明の請求項4に係わる耐高面圧部材の製造方法は、上記耐高面圧部材の製造に好適なものであって、Cr:1.2～3.2%、Mo:0.25～2.0%を含有する機械構造用鋼に、表面C量を0.6～1.5%に富化するガス浸炭またはガス浸炭窒化処理を施した部材を減圧下において600～750℃で恒温保持するようにしているので、この間に水素が低減されると共に、M₂₃C₆型炭化物が均一に析出することになる。また、当該恒温保持温度に昇温するに際して、M₂₃C₆型炭化物の核が生成する500～650℃の温度範囲を0.2～15℃/minの昇温速度で加熱するようにしているので、M₂₃C₆型炭化物の核がより多く生成することから、M₂₃C₆型炭化物がより緻密かつ均一に析出することになる。

【0015】そして、600～750℃での恒温保持に引き続いて、Ac1変態温度以上、 $T(℃) = 675 + 120 \cdot Si(\%) - 27 \cdot Ni(\%) + 30 \cdot Cr(\%) + 215 \cdot Mo(\%) - 400 \cdot V(\%)$ 以下の温度に保持したのち、急冷することで、均一析出させたM₂₃C₆型炭化物が過剰に再固溶されることなく析分され、微細化すると共に、基地がマルテンサイトまたはベイナイト組織となり、転動疲労強度が大幅に向上することになる。

【0016】以下に、本発明における各種数値の限定理由について説明する。なお、本発明において、各成分含有量は、すべて質量パーセントを意味する。

【0017】表面C濃度:0.6～1.5%

C濃度が0.6%未満では、部材表面の硬度を確保することができない。逆に1.5%を超えると、M₃C型の炭化物が、特にオーステナイト結晶粒界に粗大に析出し易くなり、優れた面疲労強度が得難くなることによる。

【0018】全水素量:0.2ppm以下

水素量が0.2ppmを超えると、特にC濃度や硬度の高い鋼では、水素脆化によって転動疲労寿命が低下する恐れがあることによる。

【0019】恒温保持処理(水素低減工程):Ac1変態温度以下の温度に減圧下で保持水素を低減させる工程

の保持温度を A c 1 変態温度以上にするるとオーステナイト結晶粒界に粗大な炭化物が析出し易くなるため好ましくない。また減圧は水素を効率的に除くと共に、脱炭を防止できることによる。

【0020】焼入れ処理：A c 1 変態温度以上から急冷焼入れ温度が A c 1 変態温度より低いと急冷後に基地をマルテンサイトまたはベイナイト組織とすることができず、十分な硬度が得られなくなることによる。

【0021】Cr：1.2～3.2%

Cr は、M₂₃C₆ 型炭化物を形成する元素であるため、1.2%以上の添加が望ましいが、多すぎるとコスト増や切削性を低下させるので、3.2%以下とすることが望ましい。

【0022】Mo：0.25～2.0%

Mo も M₂₃C₆ 型炭化物を形成する元素であるため、0.25%以上の添加が望ましいが、多すぎると同様にコスト増や切削性を低下させるので、2.0%以下とすることが望ましい。

【0023】M₂₃C₆ 型炭化物の平均粒径：0.3 μm 以下

平均粒径が 0.3 μm を超えると、均一な組織を得るのに時間がかかりコスト増大を招き、さらには大きすぎると転動疲労寿命が低下してしまう傾向があることによる。

【0024】恒温保持温度：600～750℃

600℃未満では C の拡散速度が小さく、M₂₃C₆ 型炭化物の成長が著しく遅くなるためにコスト増を招き、750℃を超えると M₂₃C₆ 型炭化物の形成に C が消費されるため M₂₃C₆ 型炭化物が成長できず硬度を確

*保できなくなる可能性があることによる。

【0025】恒温保持温度への昇温速度：0.2～30℃/min

0.2℃/min より小さいと、処理時間が著しく長くなってコスト増を招き、30℃/min を超えると、M₂₃C₆ 型炭化物の核が十分に析出せず、炭化物を均一かつ微細に析出させることが難しくなることによる。

【0026】焼入れ温度：A c 1 変態温度以上、T (℃) = 675 + 120 · Si (%) - 27 · Ni (%) + 30 · Cr (%) + 215 · Mo (%) - 400 · V (%) 以下

A c 1 変態温度より低いと焼入れ後に基地をマルテンサイトまたはベイナイト組織とすることができず、T (℃) よりも高い温度に保持されると M₂₃C₆ 型炭化物が固溶してしまうことによる。

【0027】

【実施例】以下に、本発明を実施例によって、具体的に説明する。

【0028】表 1 に示す 4 種類の鋼種 A～D を用いた。

これを焼きならしした後、図 1 に示すガス浸炭処理を行った。なお浸炭処理後の C 濃度は、浸炭時の浸炭ガス組成により調整した。その後、100 Pa の減圧雰囲気中で、図 2 および表 2 に示すいずれかの条件にて熱処理を行った。ただし比較例の一部である熱処理記号ニおよびホについては減圧雰囲気中での恒温保持を行うことなく、焼き戻しの後、300℃および 120℃に 5 時間保持した。

【0029】

【表 1】

鋼種記号	化学成分(%)							T *
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	
A	0.20	1.00	0.30	2.00	1.50	1.50	0.19	1032.5
B	0.18	1.03	0.39	2.10	2.10	0.70	—	955
C	0.22	0.20	0.65	—	1.50	0.20	—	787
D	0.20	1.00	0.30	1.90	—	0.70	—	894

* : 675 + 120 × Si (%) - 27 × Ni (%) + 30 × Cr (%) + 215 × Mo (%) - 400 × V (%)

【0030】

【表 2】

熱処理記号	dT(°C/min)	t1(°C)	t2(°C)	t3(°C)
イ	5	650	820	—
ロ	5	800	820	—
ハ	35	650	880	—
ニ	—	—	880	300
ホ	—	—	820	120

表中—は実施せず

【0031】このようにして得られた試験片は、切断片にて表面硬度及び表面 C 量、析出炭化物、水素量を測定した。表面硬度の測定はビッカース硬度計を用い、表面 C 量の測定は発光分光分析で行った。析出炭化物はレプリカ法による電子線回折像から構造を同定するとともに、走査型電子顕微鏡による組織写真の画像解析により平均粒径及び面積率を求めた。水素量は 100℃から 900℃まで加熱した際の水素放出曲線から全水素量を求

めた。またこれと別に試験片表面を研磨して図 3 に示すスラスト試験片とした後、以下条件によるスラスト転動疲労試験を実施し、剥離までの寿命としてワイブルの破壊確率 50% (L50) を調べた。なお一部の試験片 (試料記号 13～15) には水素をチャージして転動寿命への影響を調べた。

【0032】<スラスト転動試験条件>

使用油：ニッサントラクションフルード K T F - 1

油温: 150℃

*回転速度: 2000rpm

使用球: JIS SUJ2 (3/8インチ径)

【0033】試験結果を表3にまとめて示す。

玉数: 3球

【0034】

荷重: 10kg (面圧 5.2GPa)

* 【表3】

区分	試料 記号	鋼種	表面C濃度 (%)	熱処理 記号	表面硬度	水素量 (ppm)	析出炭化物			転動寿命 $\times 10^{-7}$ (L50)
							構造	平均粒径	面積率(%)	
発明例	1	A	1.23	イ	803	—	M23C6	0.22	13	11.5
	2	A	0.91	イ	762	—	M23C6	0.17	9	10.2
	3	B	1.32	イ	794	—	M23C6	0.20	16	10.9
	4	B	0.82	イ	755	—	M23C6	0.19	8	9.8
	5	A	0.92	ロ	766	—	M3C	7.25	1	2.1
	6	A	0.88	ハ	754	—	M23C6	0.35	4	5.1
比較例	7	A	1.65	イ	798	—	M3C+M23C6	3.46	22	0.1
	8	A	0.51	イ	470	—	—	—	—	0.4
	9	A	0.89	ニ	620	0.4	—	—	—	0.9
	10	A	0.89	ホ	768	0.7	—	0.19	1	1.8
	11	C	0.96	ホ	753	0.7	M3C	0.15	1	0.4
	12	D	0.82	ホ	741	0.6	—	—	—	1.1
	13	A	1.23	イ	803	0.7	M23C6	0.22	13	1.3
	14	A	1.23	イ	803	1.2	M23C6	0.22	13	0.4
	15	A	1.23	イ	803	1.9	M23C6	0.22	13	0.3

表一中は検出できず

【0035】本発明の実施例である試料1～6については水素が検出されず、転動寿命が最も優れていることが確認された。これに対して試料7では表面C濃度が高すぎるためにM₃C型炭化物が結晶粒界に析出し、転動寿命が低下している。逆に試料8ではC濃度が低すぎて十分な硬度が得られないため、転動寿命が短い結果となった。また、保持温度がA_{c1}変態温度よりも高い試料5ではM₂₃C₆型炭化物が析出しない上に、結晶粒界のM₃C型炭化物が保持中に成長し、転動寿命が実施例1～4に比べ低いため、パワーの低い自動車用途などに適する。また、昇温速度の速い試料6ではM₂₃C₆型炭化物の核生成が不十分のため、実施例1～4に比べ炭化物の析出にむらがあり、転動寿命が低下する傾向がありパワーの低い自動車用に適する。さらに、試料9では恒温保持処理が施されていないために、M₂₃C₆型炭化物が析出していない上、硬度が低下してしまい、転動寿命が低下している。同様に恒温保持処理が施されておらず、しかも焼き戻し後の加熱温度が低い試料10～12では、M₂₃C₆型炭化物が析出していない上、水素量が十分に低減できていないために、転動寿命が短い結果となった。

【0036】そして、本発明の実施例である試料1と同様の条件により得られた試験片に水素をチャージした試料13～15では、水素量が増すにしがって転動寿命が低下することが確認された。

【0037】

【発明の効果】以上説明したように、本発明に係わる耐高面圧部材は、ガス浸炭あるいはガス浸炭窒化による表面C量が0.6～1.5%であると共に、100℃から900℃までの加熱により放出される全水素量が0.2

ppm以下のものであるから、設備コストが安価で、浸炭濃度制御の容易なガス浸炭あるいはガス浸炭窒化による部材の利点を備え、しかも水素の悪影響を受けることなく、安価で面疲労強度および転動疲労寿命に優れたものとなる。このとき、所定量のCrおよびMoを含む素材鋼を用いることにより、平均粒径が0.3μm以下の微細なM₂₃C₆型炭化物を基地に均一に分散析出させることができ、転動疲労強度をより確実に向上させることができるという優れた効果がもたらされる。

【0038】また、本発明に係わる耐高面圧部材の製造方法においては、ガス浸炭またはガス浸炭窒化処理によって表面C量を0.6～1.5%に富化した後、減圧下においてA_{c1}変態温度以下の温度に保持し、引き続いてA_{c1}変態温度以上に加熱保持したのち、急冷するようにしている。すなわち、焼入れに先立って、水素低減処理を減圧下で行うようにしているので、より高温で処理することができ、部材の硬度を低下させることなく高エネルギーに水素を低減させることができ、水素脆化を防止して、面疲労強度および転動疲労寿命に優れた耐高面圧部材を安価に得ることができるという極めて優れた効果がもたらされる。このとき、Cr:1.2～3.2%、Mo:0.25～2.0%を含有する機械構造用鋼にガス浸炭またはガス浸炭窒化処理を施し、600～750℃の恒温保持温度に昇温するに際して、500～650℃の温度範囲を0.2～30℃/minの昇温速度で加熱し、その後A_{c1}変態温度以上、かつT(℃)(=675+120・Si(%) - 27・Ni(%) + 30・Cr(%) + 215・Mo(%) - 400・V(%))以下に保持した後、急冷するようにしているので、微細なM₂₃C₆型炭化物をむらなく均一に分散析出させるこ

とができ、水素脆性を生じることがなく、面疲労強度および転動疲労寿命にさらに優れた耐高圧部材を得ることができるという極めて優れた効果がもたらされる。

【図面の簡単な説明】

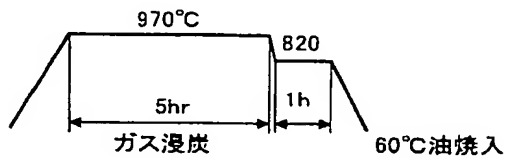
【図 1】 本発明の実施例におけるガス浸炭処理工程およ

び処理条件を示す図である。

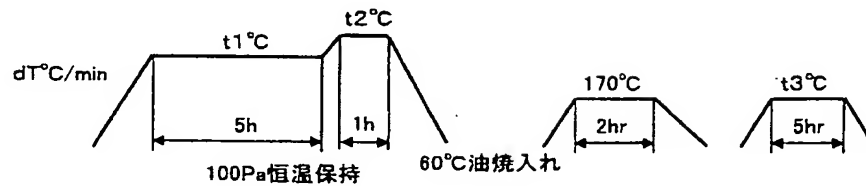
【図 2】 本発明の実施例における水素低減処理工程および処理条件を示す図である。

【図 3】 本発明の実施例において転動疲労寿命を評価するのに用いたスラスト試験片の形状を示す図である。

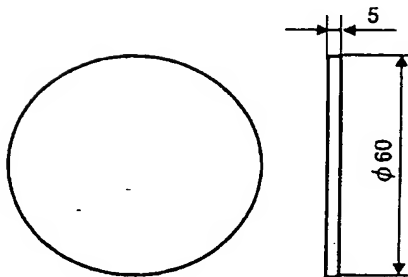
【図 1】



【図 2】



【図 3】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁷
C 23 C 8/32

識別記号

F I
C 23 C 8/32

テームコード (参考)

(72) 発明者 木村 利光
愛知県名古屋市中南区大同町 2 丁目 30 番 大
同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(72) 発明者 山口 拓郎
神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産
自動車株式会社内

(72) 発明者 尾谷 敬造
神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産
自動車株式会社内

(72) 発明者 内山 典子
神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産
自動車株式会社内

F ターム (参考) 4K028 AA01 AA03 AB01 AC01